

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2001年8月30日 (30.08.2001)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 01/62998 A1

- (51) 国際特許分類⁷: C22C 38/00, 38/04, 38/58, C21D 8/10 (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP01/01530
- (22) 国際出願日: 2001年2月28日 (28.02.2001)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (72) 発明者; および
- (26) 国際公開の言語: 日本語 (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 藤田展弘 (FUJITA, Nobuhiro) [JP/JP]. 吉永直樹 (YOSHINAGA, Naoki) [JP/JP]. 高橋 学 (TAKAHASHI, Manabu) [JP/JP]. 朝日 均 (ASAHI, Hitoshi) [JP/JP]. 篠原康浩 (SHINOHARA, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒293-0011 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 長谷川泰士 (HASEGAWA, Yasushi) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP).
- (30) 優先権データ:
- | | | |
|---------------|--------------------------|----|
| 特願2000-52574 | 2000年2月28日 (28.02.2000) | JP |
| 特願2000-174371 | 2000年6月9日 (09.06.2000) | JP |
| 特願2000-183662 | 2000年6月19日 (19.06.2000) | JP |
| 特願2000-328156 | 2000年10月27日 (27.10.2000) | JP |

[続葉有]

(54) Title: STEEL PIPE HAVING EXCELLENT FORMABILITY AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 成形性の優れた鋼管及びその製造方法

(57) Abstract: A steel pipe having excellent formability, characterized in that it comprises, in mass %, 0.0005 to 0.30 % of C, 0.001 to 2.0 % of Si and 0.01 to 3.0 % of Mn, and optionally contains specific amounts of specific elements, the balance being Fe and inevitable impurities, and, with respect to the plate plane at 1/2 plate thickness position of a steel plate, an average X-ray random intensity ratio of the orientation groups of {110}<110> to {111}<110> is 2.0 or more and/or an X-ray random intensity ratio of {110}<110> is 3.0 or more. The steel pipe has high strength and exhibits excellent formability in the hydroform process and other forming processes.

(57) 要約:

ハイドロフォーム等の成形性に優れた高強度鋼管であって、
質量%で、C : 0.0005 ~ 0.30 %、Si : 0.001 ~ 2.0 %、Mn : 0.01 ~ 3.0 %、及び、必要に応じて、他の元素を適宜量含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなり、鋼板1 / 2板厚での板面の {110} <110> ~ {111} <110> の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1 / 2板厚での板面の {110} <110> のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であることを特徴とする成形性の優れた鋼管。



(74) 代理人: 石田 敬, 外 (ISHIDA, Takashi et al.); 〒
105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37
森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

(81) 指定国 (国内): CN, JP, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE,
DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイダンスノート」を参照。

明 細 書

成形性の優れた鋼管及びその製造方法

技術分野

本発明は、例えば自動車の足廻り、メンバーなどに用いられる鋼材で、特にハイドロフォーム等の成形性に優れた高強度鋼管及びその製造方法に関するものである。

背景技術

自動車の軽量化ニーズに伴い、鋼板の高強度化が望まれている。鋼板を高強度化することで、板厚減少による軽量化や衝突時の安全性向上が可能となる。また最近では、複雑な形状の部位について、高強度鋼の素鋼板又は鋼管からハイドロフォーム法を用いて成形加工する試みが行われている。これは、自動車の軽量化や低コスト化のニーズに伴い、部品数の減少や溶接フランジ箇所の削減などを狙ったものである。このように、ハイドロフォーム（特開平10-175026号公報参照）などの新しい成形加工方法が実際に採用されれば、コストの削減や設計の自由度が拡大されるなどの大きなメリットが期待される。

このようなハイドロフォーム成形のメリットを十分に生かすためには、これらの新しい成形法に適した材料が必要となる。例えば、第50回塑性加工連合講演大会（1999年、447頁）には、ハイドロフォーム成形に及ぼす r 値の影響が示されている。しかし、ここでは、シミュレーションによる解析により、長手方向の r 値がハイドロフォームでの1基本成形モードであるT字成形では効果的であることが示されている。また、FISITA World Automotive Congress, 2000A420(於Seoul, June 12-15, 2000)にあるように、結晶粒微細化を

活用して高強度高延性化を図った高加工性鋼管の開発も進められつつあり、この中でも管長手方向の r 値の向上が述べられている。

しかし、細粒化は厚手系の材料の靱性確保効力が大きい、比較的低温での温間加工により細粒化を実現させる点や加工度（ここでは縮径率や減面率）を高くすることからすると、ハイドロフォーム等の成形に重要な n 値が低くなってしまうことや、成形性の指標である平均 r 値を向上させる結果には至らないことが懸念される。

以上のように、ハイドロフォーム等の 1 基本成形モードだけでなく、種々の成形に適した材料開発は実用レベルではほとんど行われておらず、既存の高 r 値鋼板や高延性鋼板がハイドロフォーム成形に使用されつつある。

発明の開示

本発明は、材料の特性値を限定してハイドロフォーム等の成形性に優れた鋼管及びその製造方法を提供するものである。

本発明者らは、ハイドロフォーム等の成形性に優れた材料の金属組織、集合組織及びその制御方法を見出し、これらを規定することでハイドロフォーム等の成形性に優れた鋼管及びその製造方法を提供する。

即ち、本発明の要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、 $C : 0.0005 \sim 0.30\%$ 、 $Si : 0.001 \sim 2.0\%$ 、 $Mn : 0.01 \sim 3.0\%$ を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、鋼板 $1/2$ 板厚での板面の $\{110\} <110> \sim \{111\} <110>$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 $1/2$ 板厚での板面の $\{110\} <110>$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上の何れか一方又は両方であることを特徴とする成形性の優れた鋼管。

(2) 鋼中に、更に、質量%で、 Al 、 Zr 、 Mg の 1 種又は 2 種

以上を合計で 0.0001～0.5%含むことを特徴とする前記 (1) に記載の成形性の優れた鋼管。

(3) 鋼中に、更に、質量%で、Ti、V、Nb の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001～0.5%含むことを特徴とする前記 (1) 又は (2) に記載の成形性の優れた鋼管。

(4) 鋼中に、更に、質量%で、P を 0.001～0.20%含むことを特徴とする前記 (1) 乃至 (3) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(5) 鋼中に、更に、質量%で、B を 0.0001～0.01%含むことを特徴とする前記 (1) 乃至 (4) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(6) 鋼中に、更に、質量%で、Cr、Cu、Ni、Co、W、Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001～1.5%含むことを特徴とする前記 (1) 乃至 (5) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(7) 鋼中に、更に、質量%で、Ca、希土類元素 (Rem) の 1 種又は 2 種を合計で 0.0001～0.5%含むことを特徴とする前記 (1) 乃至 (6) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(8) 金属組織の面積率で 50%以上がフェライトからなり、フェライト粒の結晶粒径が 0.1～200 μm の範囲にあり、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上の何れか一方又は両方であることを特徴とする前記 (1) 乃至 (7) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(9) 鋼管の特性として、

(1) 管長手方向の n 値が 0.12 以上であること、

(2) 管円周方向の n 値が 0.12 以上であること、
の何れか一方又は両方を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

(10) 鋼管の特性として、管長手方向の r 値が 1.1 以上であることを特徴とする前記 (9) に記載の成形加工性に優れた鋼管。

(11) 鋼管の集合組織として、

(1) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比のうちの何れか 1 又は 2 項目以上が 3.0 以上であること、

(2) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比の何れか一方又は両方が 3.0 以下であること、

(3) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上であることの何れか一方又は両方であること、

の上記 (1) 乃至 (3) のうちの何れか 1 又は 2 項目以上を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

(12) 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒径が 0.1 ~ 200 μm であることを特徴とする前記 (9) 乃至 (11) の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(13) 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒

径が1～200 μm で粒径分布をなし、その標準偏差が平均粒径の $\pm 40\%$ 以内にあることを特徴とする前記(9)乃至(12)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(14) 面積率で50%以上のフェライトを含み、各フェライト粒の平均アスペクト比(長手方向粒長さ/厚み方向粒厚さ)が0.5～3.0であることを特徴とする前記(9)乃至(13)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(15) 質量%で、C: 0.0005～0.30%、Si: 0.001～2.0%、Mn: 0.01～3.0%、P: 0.001～0.20%、N: 0.0001～0.03%を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする前記(9)乃至(14)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(16) 鋼中に、更に、質量%で、Ti: 0.001～0.5%、Zr: 0.001～0.5%以下、Hf: 0.001～2.0%以下、Cr: 0.001～1.5%以下、Mo: 0.001～1.5%以下、W: 0.001～1.5%以下、V: 0.001～0.5%以下、Nb: 0.001～0.5%以下、Ta: 0.001～2.0%以下、Co: 0.001～1.5%以下の1種又は2種以上を含むことを特徴とする前記(15)に記載の成形性の優れた鋼管。

(17) 鋼中に、更に、質量%で、B: 0.0001～0.01%、Ni: 0.001～1.5%、Cu: 0.001～1.5%の1種又は2種以上を含むことを特徴とする前記(15)又は(16)に記載の成形性の優れた鋼管。

(18) 鋼中に、更に、質量%で、Al: 0.001～0.5%、Ca: 0.0001～0.5%、Mg: 0.0001～0.5%、Rem: 0.0001～0.5%の1種又は2種以上を含むことを特徴とする前記(15)乃至(17)の何れか1項に記載の成形性の優

れた鋼管。

(19) 前記 (1)乃至(18)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管を製造するに当たり、

(1) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であること、

(2) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比のうちの何れか1又は2項目以上が3.0以上であること、

(3) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比の、何れか一方又は両方が3.0以下であること、

(4) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であること、

の上記 (1)乃至(4)のうちの何れか1又は2項目以上を満たす熱延板又は冷延板を基板として母管を造管した後、 A_{c_3} 変態点以上 $A_{c_3} + 200^\circ\text{C}$ 以下に加熱後、 $900 \sim 650^\circ\text{C}$ で縮径加工を施すことを特徴とする成形加工性に優れた鋼管の製造方法。

(20) 前記(1)乃至(18)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管を製造するに当たり、

(1) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であること、

(2) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比のうちの何れか1又は2項目以上が3.0以上であること、

(3) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が3.0以下、鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以下の何れか一方又は両方であること、

(4) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が1.5以上の何れか一方又は両方であること、

の上記(1)乃至(4)のうちの何れか1又は2項目以上を満たす熱延板又は冷延板を基板として母管を造管した後、 $A_{c_3} + 200^\circ\text{C}$ 以下 650°C 以上で熱処理を施すことを特徴とする成形性の優れた鋼管の製造方法。

(21) 鋼管の特性として、

(1) 管長手方向の n 値が 0.18 以上であること、

(2) 管周方向の n 値が 0.18 以上であること、

の何れか一方又は両方を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

(22) 鋼管の特性として、管長手方向の r 値が 0.6 以上 2.2 未満であることを特徴とする前記(21)に記載の成形性の優れた鋼管。

(23) 前記 X 線ランダム強度比において、

(1) 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 1.5 以上、かつ、

(2) 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 5.0 以下、
を満たすことを特徴とする前記(21)又は(22)に記載の成形性の優れた鋼管。

(24) 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上を満たすことを特徴とする前記(21)乃至(23)の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(25) 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒径が 0.1 ~ 200 μm であることを特徴とする前記(21)乃至(24)の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(26) 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒の平均アスペクト比（長手方向粒長さ / 厚み方向粒厚さ）が 0.5 ~ 3.0 であることを特徴とする前記(21)乃至(25)の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

(27) 質量 % で、C : 0.0005 ~ 0.30 %、Si : 0.0

0.1 ~ 2.0 %、Mn : 0.01 ~ 3.0 %、N : 0.0001 ~ 0.03 %を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする前記(21)乃至(26)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(28) 鋼中に、更に、質量%で、Al、Zr、Mgの1種又は2種以上を合計で0.0001 ~ 0.5 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(27)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(29) 鋼中に、更に、質量%で、Ti、V、Nbの1種又は2種以上を合計で0.001 ~ 0.5 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(28)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(30) 鋼中に、更に、質量%で、Pを0.001 ~ 0.20 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(29)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(31) 鋼中に、更に、質量%で、Bを0.0001 ~ 0.01 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(30)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(32) 鋼中に、更に、質量%で、Cr、Cu、Ni、Co、W、Moの1種又は2種以上を合計で0.001 ~ 5.0 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(31)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(33) 鋼中に、更に、質量%で、Ca、希土類元素(Re m)の1種又は2種を合計で0.0001 ~ 0.5 %含むことを特徴とする前記(21)乃至(32)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

(34) 前記(21)乃至(33)の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管を製造するに当たり、母管を造管した後、 A_{c_3} 変態点 -50°C 以上 A_{c_3} 変態点 $+200^{\circ}\text{C}$ 以下に加熱し、 $650 \sim 900^{\circ}\text{C}$ で縮径率が10 ~ 40 %となる縮径加工を行うことを特徴とする成形性

の優れた鋼管の製造方法。

発明を実施するための最良の形態

以下に、本発明を詳細に説明する。まず、前記（１）の発明について説明する。

以下の説明において、成分含有量は質量％である。

C：Cは高強度化に有効で０．０００５％以上添加するが、集合組織を制御する上で多量添加は好ましくないので、上限を０．３０％とした。

Si：Siは強化元素であり、脱酸元素でもあることから下限を０．００１％とし、過剰添加はメッキのぬれ性や加工性の劣化を招くため、上限を２．０％とした。

Mn：Mnは高強度化に有効な元素であるため下限を０．０１％とした。また、過剰添加は延性の低下を招くため、上限を３．０％とした。

鋼板１／２板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群及び $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比：ハイドロフォーム成形を行う上で最も必要な特性値である。板厚中心位置での板面のX線回折を行い、ランダム結晶に対する各方位の強度比を求めたときの、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群での平均を２．０以上とした。

この方位群に含まれる主な方位は、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{661\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{441\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{331\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{221\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{332\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{443\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 110 \rangle$ 及び $\{111\} \langle 110 \rangle$ である。

これらの各方位のX線ランダム強度比は、 $\{110\}$ 極点図よりベクトル法により計算した３次元集合組織や、 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極点図のうちの複数の極点図を基に

級数展開法で計算した3次元集合組織から求めればよい。

例えば、後者の方法から各結晶方位のX線ランダム強度比を求める場合には、3次元集合組織の $\phi_2 = 45$ 度断面における (110) $[1 -1 0]$ 、 (661) $[1 -1 0]$ 、 (441) $[1 -1 0]$ 、 (331) $[1 -1 0]$ 、 (221) $[1 -1 0]$ 、 (332) $[1 -1 0]$ 、 (443) $[1 -1 0]$ 、 (554) $[1 -1 0]$ 及び (111) $[1 -1 0]$ の強度で代表させることができる。

$\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均X線ランダム強度比とは、上記の各方位の相加平均である。上記方位のすべての強度が得られない場合には、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{441\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{221\} \langle 110 \rangle$ の方位の相加平均で代替してもよい。中でも $\{110\} \langle 110 \rangle$ は重要であり、この方位のX線ランダム強度比が3.0以上であることが特に望ましい。

$\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均強度比が2.0以上で、かつ、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度比が3.0以上であれば、特にハイドロフォーム用鋼管として更に好適であることは言うまでもない。

また、製品形状が成形加工モードにおいて軸押し量を比較的大きく取らなければならないような場合には、上記方位群の平均強度比が3.5以上であること、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度比が5.0以上であることが望ましい。

また、前記(11)の発明では、鋼管の集合組織として、

(1) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比のうちの何れか1又は2項目以上が3.0以上で

あること、

(2) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比の何れか一方又は両方が 3.0 以下であること、

(3) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上であることの何れか一方又は両方であること、

の上記 (1)乃至(3)のうちの何れか 1 又は 2 項目以上を満たすこととした。

上記方位群のうち、(1)の方位限定については、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群のうち $\{111\} \langle 110 \rangle$ については、その相加平均から削除しても本発明の効果を失することはない。

すなわち、少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均強度比、及び、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比のうちの、何れか 1 又は 2 以上が 3.0 以上であれば、本発明の意味する高成形性（各ハイドロフォームの条件での拡張率で 1.25 以上）を達成することが可能である。

このように、少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群及び $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が、ハイドロフォーム成形を行う上で重要な特性値の 1 つである。

また、(2)の方位限定については、少なくとも鋼板 1 / 2 板厚で

の板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 3.0 を超え、又は、少なくとも鋼板 1/2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 を超えると、本発明の目的とする、特にハイドロフォームにおける拡張率等が 1.2 程度以下にまで低くなるため、それぞれを 3.0 以下とした。

また、(3) の方位限定については、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 未満、又は、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 未満であると、やはりハイドロフォームにおける拡張率が低くなる傾向にあるので、それぞれ 2.0 以上及び 3.0 以上の集積度を確保することとし、前記 (1) 及び (2) と併せて (1)～(3) のうちの少なくとも 1 項目以上を満たすこととし、ハイドロフォーム成形時の加工性を確保するものとした。

また、上記の各方位の強度比は、板厚中心位置での板面の X 線回折を行い、ランダム結晶に対する各方位の強度比を求める。

上記方位群に含まれる主な方位について説明する。

$\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群に含まれる主な方位は、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{661\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{441\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{331\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{221\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{332\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{443\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{554\} \langle 110 \rangle$ である。

また、 $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群に含まれる主な方位は、 $\{100\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{116\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{114\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{335\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{223\} \langle 110 \rangle$ で

ある。

また、 $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ の方位群に含まれる主な方位は、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 、及び、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ である。

これらの各方位のX線ランダム強度比は、 $\{110\}$ 極点図よりベクトル法により計算した3次元集合組織や、 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極点図のうちの複数の極点図を基に、級数展開法で計算した3次元集合組織から求めればよい。

例えば、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群について、後者の方法から各結晶方位のX線ランダム強度比を求めるには、3次元集合組織の $\phi_2 = 45^\circ$ 断面における $(110) [1 -1 0]$ 、 $(661) [1 -1 0]$ 、 $(441) [1 -1 0]$ 、 $(331) [1 -1 0]$ 、 $(221) [1 -1 0]$ 、 $(332) [1 -1 0]$ 、 $(443) [1 -1 0]$ 、 $(554) [1 -1 0]$ で計算でき、また、 $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群では、 $(001) [1 -1 0]$ 、 $(116) [1 -1 0]$ 、 $(114) [1 -1 0]$ 、 $(113) [1 -1 0]$ 、 $(112) [1 -1 0]$ 、 $(335) [1 -1 0]$ 及び $(223) [1 -1 0]$ で、 $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ の方位群では、 $(111) [1 -1 0]$ 及び $(111) [-1 -1 2]$ で、それぞれ代表できる。

また、特に重要な $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群について、上記方位のすべての強度が得られない場合には、 $(110) [1 -1 0]$ 、 $(441) [1 -1 0]$ 、 $(221) [1 -1 0]$ の方位の相加平均で代替してもよい。

なお、本発明の集合組織は、通常の場合、 $\phi_2 = 45^\circ$ 断面において上記の方位群の範囲内に最高強度を有し、この方位群から離れ

るにしたがって徐々に強度レベルが低下するが、X線の測定精度の問題や、鋼管製造時の軸周りのねじれの問題、X線試料作製の精度の問題などを考慮すると、最高強度を示す方位が、これらの方位群から $\pm 5^\circ$ 乃至 10° 程度ずれる場合も有り得る。

鋼管のX線回折を行う場合には、鋼管より弧状試験片を切り出し、これをプレスして平板としX線解析を行う。また、弧状試験片から平板とするときは、試験片加工による結晶回転の影響を避けるため極力低歪みで行うものとし、加えられる歪み量の上限を10%とし、それ以下で行うこととした。このようにして得られた板状の試料については、機械研磨によって所定の板厚まで減厚した後、化学研磨などによって歪みを除去すると同時に、板厚中心層が測定面となるように調整する。

なお、鋼板の板厚中心層に偏析帯が認められる場合には、板厚の $3/8 \sim 5/8$ の範囲で偏析帯のない場所について測定すればよい。また、偏析帯が認められない場合においても、板厚 $1/2$ の板面以外の板面、例えば、上記 $3/8 \sim 5/8$ の範囲で、請求の範囲で規定する集合組織が得られてもよい。更に、X線測定が困難な場合には、EBSP法やECP法により測定しても差し支えない。

本発明の集合組織は、上述の通り板厚中心又は板厚中心近傍の面におけるX線測定結果により規定されるが、中心付近以外の板厚においても同様の集合組織を有することが好ましい。しかしながら、鋼管の外側表面～板厚 $1/4$ 程度までは、後述する縮径加工によるせん断変形に起因して集合組織が変化し、上記の集合組織の要件を満たさない場合もあり得る。

なお、 $\{h k l\} \langle u v w \rangle$ とは、上述の方法でX線用試料を採取したとき、板面に垂直な結晶方位が $\langle h k l \rangle$ で、鋼管の長手方向が $\langle u v w \rangle$ であることを意味する。

本発明の集合組織に関する特徴は、通常の逆極点図や正極点図だけでは表すことができないが、例えば、鋼管の半径方向の方位を表す逆極点図を板厚の中心付近に関して測定した場合、各方位のX線ランダム強度比は、以下のようになることが好ましい。

$\langle 100 \rangle$: 2 以下、 $\langle 411 \rangle$: 2 以下、 $\langle 211 \rangle$: 4 以下、 $\langle 111 \rangle$: 15 以下、 $\langle 332 \rangle$: 15 以下、 $\langle 221 \rangle$: 20.0 以下、 $\langle 110 \rangle$: 30.0 以下。

また、軸方向を表す逆極点図においては、 $\langle 110 \rangle$: 10 以上、上記の $\langle 110 \rangle$ 以外の全ての方位 : 3 以下。

次に、前記(9)の発明について説明する。

n 値 : ハイドロフォームでは、ある程度、等方的に加工が加えられる場合もあり、管の長手方向及び／又は周方向の n 値を確保する必要があるため、それぞれ 0.12 を下限とした。n 値の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができる。

n 値は、JIS の引張り試験法における歪み量が 5 ~ 10 % 又は 3 ~ 8 % で求められる値と定義する。

次に、前記(10)の発明について説明する。

r 値 : ハイドロフォームでは、軸押しをして材料を流入させる加工もあり、そのような部位の加工性を確保するため、管長手方向の r 値の下限を 1.1 とした。r 値の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができる。

r 値は、JIS にある引張り試験で歪み量で 10 % 又は 5 % で得られる値と定義する。

以下に、前記(2) ~ (7) 及び前記(15) ~ (18) の発明の成分組成に係る限定理由について説明する。

Al、Zr、Mg : 脱酸元素である。また、Al は、特に、箱焼鈍を行う場合には成形性向上に寄与する。一方、過剰添加は、酸化

物、硫化物や窒化物の多量晶出・析出を招き、清浄度を劣化させ、延性を低下させてしまう上、メッキ性を著しく損なう。したがって、必要に応じて、これらの1種または2種以上を、合計で0.0001~0.50%、又は、Al:0.0001~0.5%、Zr:0.0001~0.5%、Mg:0.0001~0.5%とした。

Nb、Ti、V:必要に応じて添加するNb、Ti、Vは、これらの1種又は2種以上の合計、又は、単独での0.001%以上の添加で、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化するが、その合計又は単独の含有量が0.5%を超えた場合には、母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させることから、添加範囲を1種又は2種以上の合計又は単独で0.001~0.5%とした。

P:Pは高強度化に有効な元素であるが、溶接性や鋳片の耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靱性の劣化を招くことから、必要に応じて添加することとし、その範囲を0.001~0.20%とした。

B:必要に応じて添加するBは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.01%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、加工性も低下させることから、0.0001~0.01%とした。

Ni、Cr、Cu、Co、Mo、W:これらは強化元素であり、必要に応じて1種又は2種以上の合計で又は単独で0.001%以上の添加とした。また、過剰の添加は延性低下を招くことから、1種又は2種以上の合計又は単独で0.001~1.5%とした。

Ca、希土類元素(Rem):介在物制御に有効な元素で、適量添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は、逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて、合計又は単独で0.0001~0

、 5 % の範囲とした。ここで、希土類元素 (R e m) とは、Y、S r 及びランタノイド系の元素を指し、工業的にはこれらの混合物であるミッシュメタルとして添加することがコスト的に有利である。

N : N は高強度化に有効で 0 . 0 0 0 1 % 以上の添加とするが、溶接欠陥制御の点で多量添加は好ましいものではなく、上限を 0 . 0 3 % とした。

H f、T a : 必要に応じて添加する H f、T a は、それぞれ 0 . 0 0 1 % 以上の添加で炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化するが、2 . 0 % を超えた場合には、母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して延性を低下させることから、添加範囲を、それぞれ単独で 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 % とした。

また、不可避免的不純物として O、S n、S、Z n、P b、A s、S b など、それぞれ 0 . 0 1 % 以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

結晶粒径 : 集合組織を制御するにあたり結晶粒径を制御することが重要である。特に、前記 (8) 及び (1 2) の発明においては、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度をより強くするためには、主相であるフェライトの粒径を 0 . 1 ~ 2 0 0 μ m に制御することが必要である。また、ある程度混粒であっても、例えば、0 . 1 ~ 1 0 μ m のフェライト粒の領域と、1 0 ~ 1 0 0 μ m のフェライト粒の領域が混在する金属組織においても、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群で最も成形性向上に重要な $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度を高めることができれば、本発明の効果を失することはない。ここでフェライト粒径は、J I S に準拠した切断法で求めるものとした。

ここで、フェライト粒径やアスペクト比を測定するにあたり、粒

界を明確化する必要がある。観察断面を数 μm の研磨用ダイヤモンド又はバフ研磨で仕上げて、炭素量の比較的高い鋼種については、2～5%ナイトール液を用いて、極低炭素鋼（例えばIF鋼）については、特殊エッチング液：SULC-Gを用いて、それぞれフェライト粒界を明確に出現させる。

特殊エッチング液は、以下の方法で作成する。水100mlにドデシルベンゼンスルホン酸：2～10g、蔞酸：0.1～1g、ピクリン酸：1～5gを溶かした後、6Nの塩酸：2～3mlを加えることで作製できる。これらの手法を用いて得られる組織には、フェライト粒界や、そのサブグレインの一部も出現することがある。

ここで言うフェライト粒界とは、これらの一部出現したサブグレインのような界面も含めて、上記の試料調整により光学顕微鏡により可視化された界面をさし、粒径及びアスペクト比を測定するものとする。ここで、フェライト粒径は、100～500倍の20視野以上の画像解析により測定を行い、粒径やアスペクト比等を求めた。また、フェライトを球形と仮定して面積率を測定した。なお、この値は体積率もほぼ同じ値をとる。

さらに、フェライト以外の金属組織として、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、オーステナイト及び炭窒化物等の組織を含んでもよい。また、延性確保の理由でこれらの硬質相は50%未満とする。また、0.1 μm 未満の再結晶粒を工業的に作製することは困難であり、200 μm 超の粒が混在すると $\{110\} \langle 110 \rangle$ の強度が低下するため、これを上限とした。

更には、前記(13)、(14)の発明では、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の強度比を高め、 $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の強度比を低めるために、フェライト粒径の標準偏差又はフェライト粒のアスペクト比を限定した

。

これらの値は、100～1000倍の光学顕微鏡にて20視野以上の観察を行い、各粒径については、円相当径を画像解析により求めて標準偏差を算出した。

また、アスペクト比については、圧延方向と平行な線分と同じ長さの垂直方向の線分とに交わる各フェライト粒界の数の比により、アスペクト比＝圧延方向と垂直方向／圧延方向と平行、により求めた。標準偏差が平均粒径の±40%を超えたり、アスペクト比が3を超えたり、一方、該比が0.5未満では、成形性が劣化する傾向にあるため、これらを上・下限として規定した。

また、前記(13)の発明においては、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 及び／又は $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の強度比を高めるため、フェライト粒径の下限値を1 μm とした。

さらに、本発明の鋼管を製造するにあたっては、高炉、電炉による溶製に続き各種の2次製錬を行い、インゴット鑄造や連続鑄造を行い、連続鑄造の場合には、そのまま熱間圧延するなどの製造方法を組み合わせて製造しても、何ら本発明の効果を阻害するものではない。

また、1050℃～1300℃に鋼塊を加熱して熱間圧延を A_r 、変態点－10℃以上 A_r 、変態点＋120℃未満で行うことや、熱延時に潤滑圧延を施すこと、熱延板の巻き取り処理を750℃以下で行うこと、更には、冷間圧延を施すこと、その後に箱焼鈍又は連続焼鈍にて焼鈍を行うなど、造管前の鋼板の製造方法を組み合わせて製造しても、何ら本発明の効果を阻害するものではない。すなわち、造管用の鋼板は熱延板、冷延板又は冷延焼鈍板を用いることができる。

また、O、Sn、S、Zn、Pb、As、Sbなどが、それぞれ

0.01%以下混入しても、本発明の効果を失することはない。さらに、鋼管製造にあたっては、電縫溶接、TIG、MIG、レーザー溶接、UOや鍛接等の溶接・造管手法等を用いることができる。

次に、前記(19)及び(20)の発明(成形性の優れた鋼管の製造法)について説明する。

熱延板又は冷延板の集合組織：下記(1)～(4)のうちの何れか1又は2項目以上を満足させることは、鋼管の成形性をより高めるための条件である。

(1) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であること。

(2) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群のXランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比のうちの何れか1又は2項目以上が3.0以上であること。

(3) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比の何れか一方又は両方が3.0以下であること。

(4) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何

れか一方又は両方であること。

加熱温度：溶接部の成形性向上のために、縮径前の加熱温度を A_c 。変態点以上とし、粒の粗大化を防止するため、加熱温度を $A_c + 200^\circ\text{C}$ 以下と規定する。

縮径加工温度：縮径後の歪み硬化を回復させるために、縮径時の加工温度を 650°C 以上とし、粒の粗大化防止のため 900°C 以下と規定する。

造管後熱処理温度：造管歪みによる鋼管の延性低下を回復させる目的で行う。 650°C 未満では十分な延性回復効果が現れず、 $A_c + 200^\circ\text{C}$ を超えると粒粗大化や表面性状劣化が激しくなることから、 650°C 以上 $A_c + 200^\circ\text{C}$ 以下と規定した。

これらの溶接鋼管製造において、溶接熱影響部に対しては、必要とする特性に応じて、局部的な固溶化熱処理を、単独あるいは複合して、場合によっては、複数回重ねて行ってもよく、本発明の効果をさらに高める。この熱処理は溶接部と溶接熱影響部のみに付加することが目的であって、製造時にオンラインあるいはオフラインで施行できる。また、縮径、又は、縮径前に均質化熱処理を施しても何ら本発明の効果を阻害しない。また、縮径時に潤滑を施すことは成形性向上の点で望ましく、特に表層の集合組織を請求の範囲で規定するようなものとして、板厚全面に $\{111\} \langle 110 \rangle$ 及び／又は $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ への集積度を高めた成形加工性の優れた鋼管を製造でき、本発明の効果を助長するものである。

次に前記 (21) の発明について説明する。

鋼管の長手方向及び／又は周方向の n 値：ハイドロフォーム等における破断又は挫屈まで加工度を高めるのに重要であり、長手方向及び／又は周方向で 0.18 以上とした。成型時の変形モードによ

って変形量が長手方向や周方向で異なる場合が多いが、いろいろな加工経路でも良好な加工性を確保するためには、長手方向及び周方向の n 値が 0.18 以上であることが望ましい。

また、極めて厳しい加工の場合には、長手方向及び周方向の n 値が共に 0.20 以上であることが望ましい。 n 値の上限については、特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、加工経路によっては、管長手方向の r 値が高いことが望まれる場合もあり、この場合には、縮径加工条件などから n 値は 0.3 以下として、管長手方向の r 値を向上させることが好ましい場合がある。

次に、前記 (22) の発明について説明する。

鋼管の長手方向の r 値：これまでの研究によれば、例えば、第 50 回塑性加工連合講演大会 (1999 年, 447 頁) にあるように、ハイドロフォーム成形に及ぼす r 値の影響が、シミュレーションによる解析により、長手方向の r 値が HF での 1 基本変形モードである T 字成形では効果的であることが示されている。また、FISITA World Automotive Congress, 2000A420 (於 Seoul, June 12-15, 2000) には、縮径率を上げることで、長手方向の r 値の向上が望めることが示されている。

しかし、縮径加工度を高めて長手方向の r 値を向上させても、もう 1 つの重要な成形性の特性値である n 値が低下してしまつては、鋼管の加工性が改善されたことにはならない。一方では、部材の大型化が進む中、T 字成形のような材料流入が十分生じるような形でハイドロフォーム等が行われる部分に加えて、材料の流入が比較的少ない部分での成形性をも確保しなければならない。すなわち、 n 値も十分に確保する必要があり、長手方向の r 値は低くするように、縮径加工度の低下や縮径加工を比較的高温で行うことが有効であることを見出した。

長手方向の r 値を 2.2 未満とすることで、前述した長手方向及び／又は周方向の n 値の確保が工業的に容易になることから、これを上限とした。

一方、 r 値の下限は成形性確保の点から 0.6 以上とする。

次に、前記 (23) の発明について説明する。

集合組織：成形性を確保するため、

(1) 鋼板 1/2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 1.5 以上、かつ

(2) 鋼板 1/2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 5.0 以下、

を満たすこととした。この範囲を外れると n 値の劣化が懸念される。

更に、成形性を高め、 n 値と r 値の良好なバランスを得るために、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上を満たすことが好ましい。

$\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均 X 線ランダム強度比の中でも、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ の強度比は重要であり、特に、複雑形状や大型の成型品を成形加工する場合には、この方位の X 線ランダム強度比が 3.0 以上であることが特に望ましい。

$\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均強度比が 2.0 以上で、かつ、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ の強度比が 3.0 以上であれば、特にハイドロフォーム用鋼管として更に好適であることは言うまでもない。

また、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ も重要な方位の 1 つである。しかしながら、延性および管長手及び周方向の n 値を十分に確保するため

には5.0以下とする必要があり、これを上限とした。

なお、 $\{h\ k\ l\} \langle u\ v\ w \rangle$ とは、上述の方法でX線用試料を採取したとき、板面に垂直な結晶方位が $\langle h\ k\ l \rangle$ で、鋼管の長手方向が $\langle u\ v\ w \rangle$ であることを意味する。

これらの方位及び方位群に含まれる主な方位は、前記(1)の発明で説明したものと同一である。

結晶粒径及びアスペクト比：前記(12)の発明と同様に、0.1 μm 未満の粒を工業的に作製することは困難であり、200 μm 超の粒の存在は、成形性劣化につながるため、これらを上下限とした。また、アスペクト比についても、前記(14)の発明と同様である。

次に、前部(27)の発明以降の発明の成分組成に係る限定理由について説明する。

成分組成に係る限定理由は、前述した前記(1)の発明で説明した理由と同一である。

なお、Nは下記の理由で規定した。

N：Nは高強度化に有効であるので、0.0001%以上の添加とするが、溶接欠陥制御の点多量添加は好ましいものではなく、上限を0.03%とした。

前記(27)～(33)の発明の成分組成に係る限定理由は、前述した(2)～(7)の発明、及び、(15)～(18)の発明の成分組成に係る限定理由と同一である。

Ni、Cr、Cu、Co、Mo、W：これら成分の過剰の添加は延性低下を招くことから、合計又は単独で0.001～5.0%とした。

また、不可避的不純物としてO、Sn、S、Zn、Pb、As、Sbなどを、それぞれ0.01%以下の範囲で含んでも、本発明の

効果を失するものではない。

次に、前記（３４）の発明について説明する。以下の限定要件を除き、前記（１９）の発明と同様である。

母管製造後、 A_{c_3} 変態点 -50°C 以上 A_{c_3} 変態点 $+200^{\circ}\text{C}$ 以下に加熱し、 650°C 以上で縮径率が 40% 以下となる縮径加工を行う。

加熱温度が A_{c_3} 変態点 -50°C より低いと、延性低下や集合組織形成の点で不利になる原因となり、 A_{c_3} 変態点 $+200^{\circ}\text{C}$ より高いと酸化による表面性状劣化や粒の粗大化を招くため、上記の範囲に限定する。

また、縮径加工温度が 650°C より低いと n 値が低下するため、上記の範囲に限定する。縮径加工温度の上限は特に制限しないが、酸化による表面性状劣化のため、 880°C 以下とすることが好ましい。また、縮径率は 40% を超えると n 値が顕著であり、また延性劣化や表面性状の劣化が懸念されるので、上記の範囲に限定する。縮径率の下限は集合組織形成助長のため 10% とする。

縮径率とは、母管の外径で製品の外径を除して１から差し引いた値とし、加工により縮径した量を意味する。

また、縮径時に潤滑を施すことは成形性向上の点で望ましく、特に表層の集合組織を本発明で規定する範囲内にあるようなものとして、板厚全面に、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 及び／又は $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ への集積度を高め、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ への集積を適度に抑制することで、ハイドロフォーム等における種々の成形モードにおいて良好な加工性を示す高強度鋼管を製造でき、本発明の効果を助長するものである。

実施例

〔実施例１〕

表 1 ～ 4 に示す成分組成の各鋼を、実験室規模で溶製して 1 2 0 0℃に加熱後、熱間圧延し、各鋼の成分と冷却速度で決まる A_{r_3} 変態点 - 1 0℃以上 A_{r_3} 変態点 + 1 2 0℃未満（概ね 9 0 0℃）で、2.2 及び 7 mm 厚さに熱間圧延を終了し、造管用の元板及び冷間圧延用にそれぞれ用いた。

又、一部については更に冷延後焼鈍して、2.2 mm 厚さの冷延焼鈍板を作製した。その後、外径 1 0 8 ～ 4 9 mm に冷間で T I G、レーザーまたは電縫溶接を用いて造管した後、 A_{c_3} 変態点 ～ A_{c_3} 変態点 + 2 0 0℃に加熱して、外径 7 5 ～ 2 5 mm に 9 0 0 ～ 6 5 0℃で縮径して高強度鋼管を作製した。

ハイドロフォーム成形は、軸押し量 1 mm、1 0 0 bar/mm の条件で行い、バーストに至るまで行った。前もって鋼管に 1 0 mm ϕ のスクライブドサークルを転写し、破断部近傍もしくは最大板厚減少部分の管の長手方向歪み： ϵ_{ϕ} と、周方向歪み： ϵ_{θ} を測定し、この 2 つの歪の比 $\rho = \epsilon_{\phi} / \epsilon_{\theta}$ が - 0.5（板厚は減少するためマイナスとなる）になる拡張率を求めて、これをハイドロフォーム成形性の 1 指標として評価した。

X線解析は、鋼管から弧状試験片を切り出し、プレスして平板として行った。また、X線の相対強度はランダム結晶と対比することで求めた。長手及び周方向の n 値および r 値は弧状試験片をそれぞれ採取して、 n 値は歪み量が 5 % ～ 1 0 % 又は 3 % ～ 8 % で、 r 値は歪み量が 1 0 % 又は 5 % で、それぞれ求めた。

表 1 ～ 4 に、各鋼の $\{110\} <110>$ 及び $\{110\} <110> \sim \{111\} <110>$ の方位群の X線ランダム強度比、及び、ハイドロフォーム成形におけるバーストまでの拡張率（＝バースト時点での $\rho = \epsilon_{\phi} / \epsilon_{\theta} = -0.5$ となる部分の径／元管の径）を併せて示す。

発明鋼 A～U では、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ X線相対強度がいずれも 3.0 以上、かつ、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均 X線ランダム強度比も 2.0 以上であり、拡張率も 1.25 を超える良好な値を示す。

また、発明鋼 NA～NG では、熱延原板にも関わらず、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ X線相対強度が、いずれも発明鋼 A～U のそれよりも高く、拡張率も 1.3 を超す良好なものがほとんどである。

一方、比較鋼である高 C の V 鋼、高 Mg の W 鋼、高 Nb の X 鋼、高 B の Z 鋼、高 Mo の AA 鋼及び高 REM の BB 鋼は、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 及び $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X線ランダム強度比が低く、拡張率も低い。一方、高 P の Y は、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ X線相対強度は高いものの、溶接部加工性が低く拡張率が低い。

表 5 に、A、B 及び P 鋼の各フェライト粒径の面積率と拡張率の関係を示す。粒径分布は、圧延方向に平行な断面を前述したエッチング方法にて光学顕微鏡用試料を作成して、両像解析処理装置にて粒径分布を求めた。混粒組織を呈するこれらの鋼においては、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ が他に比べ高めで拡張率も高い。

表 1

鋼	C	Si	S	Mn	Al	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ca	Rem	造管時 の溶接 法	[110]〈110〉 ～ [111]〈110〉 の平均相対 強度	[110]〈110〉 相対強度	HF による パースト までの板 管率		焼後前 加熱温 度/℃	
A	0.045	0.15	0.008	0.3																	レーザー	2.6	4.1	1.3	発明鋼-cold	770	A
A	"	"	"	"																	レーザー	2.5	3.9	1.3	発明鋼-hot	770	A
B	0.055	0.6	0.005	0.1	0.005						0.005										レーザー	2.8	4.2	1.3	発明鋼-cold	770	B
B	"	"	"	"	"						"										電縫	2.7	4.1	1.20	発明鋼-cold	770	B
B	"	"	"	"	"						"										電縫	2.6	4.2	1.25	発明鋼-hot	770	B
B	"	"	"	"	"						"										電縫	5.3	10.5	1.31	発明鋼-cold	850	B
B	"	"	"	"	"						"										電縫	5.2	9.8	1.3	発明鋼-hot	850	B
C	0.028	0.01	0.007	0.3	0.041						0.025										レーザー	2.2	3.9	1.35	発明鋼-cold	750	C
C	"	"	"	"	"						"										電縫	2.3	4	1.34	発明鋼-cold	750	C
C	"	"	"	"	"						"										TIG	2.3	4	1.38	発明鋼-cold	750	C
C	"	"	"	"	"						"										TIG	2.3	3.9	1.36	発明鋼-hot	750	C
D	0.056	0.03	0.008	0.3	0.052						0.12										レーザー	2.2	3.5	1.27	発明鋼-cold	700	D
D	"	"	"	"	"						"										電縫	2.2	3.6	1.26	発明鋼-cold	700	D
D	"	"	"	"	"						"										電縫	4.6	5.6	1.32	発明鋼-hot	840	D
D	"	"	"	"	"						"										電縫	6.3	7.6	1.31	発明鋼-cold	840	D
E	0.002	0.05	0.004	0.4	0.01	0.005															レーザー	2.2	4	1.27	発明鋼-cold	700	E
E	"	"	"	"	"	"															レーザー	2.1	3.9	1.26	発明鋼-hot	700	E
F	0.036	0.05	0.003	0.2	0.006		0.0025														レーザー	2.3	3.8	1.26	発明鋼-cold	750	F
F	"	"	"	"	"		"														レーザー	2.2	3.7	1.25	発明鋼-hot	750	F
F	"	"	"	"	"		"														レーザー	4.5	6.3	1.29	発明鋼-hot	770	F
F	"	"	"	"	"		"														レーザー	5.1	7	1.28	発明鋼-cold	770	F
G	0.002	0.05	0.005	0.2	0.04			0.05			0.01										レーザー	2.6	4.1	1.37	発明鋼-cold	700	G
G	"	"	"	"	"			"			"										レーザー	2.3	3.8	1.32	発明鋼-hot	700	G
G	"	"	"	"	"			"			"										レーザー	3.5	5.6	1.35	発明鋼-cold	835	G
G	"	"	"	"	"			"			"										レーザー	4.5	3.9	1.34	発明鋼-hot	835	G

表 2 (表 1 の続き)

鋼	C	Si	S	Mn	Al	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ca	Rem	造管時 の溶接 法	[110] < 110 > の平均相対 強度	[110] < 110 > 相対強度	HF による パースト までの拡 散率	焼後前 加熱温 度/°C
H	0.002	0.07	0.006	0.3	0.046			0.03		0.02	0.01										溶接	2.7	4.3	1.36	750
H	"	"	"	"	"			"		"	"										溶接	2.5	3.7	1.31	750
I	0.02	0.1	0.005	0.2	0.03				0.1												溶接	2.3	3.6	1.28	750
I	"	"	"	"	"				"												溶接	2.2	3.4	1.26	750
J	0.002	0.05	0.003	0.2	0.035			0.02		0.02	0.02	0.0008									溶接	2.3	4	1.34	750
J	"	"	"	"	"			"		"	"	"									溶接	2.2	3.6	1.3	750
J	"	"	"	"	"			"		"	"	"									溶接	4.5	8.1	1.32	850
J	"	"	"	"	"			"		"	"	"									溶接	6	9.1	1.33	850
K	0.023	0.1	0.004	0.2	0.036						0.01		0.2								溶接	2.2	3.6	1.28	750
K	"	"	"	"	"						"	"	"								溶接	2.2	3.5	1.28	750
L	0.003	0.05	0.006	0.2	0.038			0.04			0.01			0.2	0.1						溶接	2.3	3.5	1.27	700
L	"	"	"	"	"			"			"			"	"						溶接	2.3	3.6	1.28	700
M	0.002	0.1	0.003	0.3	0.044			0.04			0.015					0.5					溶接	2.4	3.9	1.31	750
M	"	"	"	"	"			"			"					"					溶接	2.3	4	1.3	750
M	"	"	"	"	"			"			"					"					溶接	7.5	10.1	1.32	850
M	"	"	"	"	"			"			"					"					溶接	6.5	10	1.33	850
N	0.02	0.09	0.002	0.2	0.06												0.2				溶接	2.6	4.1	1.3	750
O	0.003	0.08	0.003	0.1	0.05			0.05										0.5			溶接	2.5	4.2	1.34	750
P	0.051	0.6	0.004	0.7	0.036					0.02									0.002		溶接	2.7	4.5	1.34	750
P	"	"	"	"	"					"	"								"		溶接	5.6	7.5	1.36	900
P	"	"	"	"	"					"	"								"		溶接	6.5	8.5	1.36	900
Q	0.048	0.5	0.008	0.6	0.045						0.008									0.0005	溶接	2.7	4.2	1.31	750
Q	"	"	"	"	"						"									"	溶接	2.7	4.3	1.31	750
R	0.07	0.8	0.006	1.2	0.04																溶接	2.2	3.5	1.27	700

表 3 (表 2 の続き)

鋼	C	Si	S	Mn	Al	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ga	Rem	造管時 の溶接 法	[110]<110> ~ [111]<110> の平均相対 強度	[110]<110> 相対強度	μによる パースト までの塩 管率	焼後前 加熱温 度/℃
S	0.002	0.1	0.005	1.1	0.04			0.04													レーザー	2.8	4.1	1.3	750
T	0.02	0.1	0.005	1	0.05																レーザー	2.3	3.8	1.29	750
U	0.002	0.1	0.006	0.9	0.03			0.05			0.09										レーザー	2.6	4.2	1.32	750
V	0.32	0.3	0.003	1	0.026						0.01										レーザー	0.02	0.05	1.18	700
V	"	"	"	"	"						"										電縫	0.02	0.04	1.15	700
V	"	"	"	"	"						"										電縫	0.02	0.03	1.14	700
V	"	"	"	"	"						"										TIG	0.03	0.05	1.22	800
W	0.025	0.05	0.003	0.2	0.008		0.6														レーザー	0.05	0.03	1.02	770
W	"	"	"	"	"		"														レーザー	0.04	0.03	1.03	770
X	0.052	0.6	0.006	0.7	0.032					2.1	0.013										レーザー	0.03	0.03	1.07	770
X	"	"	"	"	"					"	"										レーザー	0.02	0.03	1.05	770
Y	0.05	0.1	0.009	0.3	0.045						0.45										レーザー	2.1	3.2	1.05	750
Y	"	"	"	"	"						"										電縫	2	3.2	1.1	800
Y	"	"	"	"	"						"										TIG	2.1	3.1	1.08	750
Y	"	"	"	"	"						"										TIG	2	3	1.12	800

表 4 (表 3 の続き)

鋼	C	Si	S	Mn	Al	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ga	Rem	造管時 の溶接 法	[110]〈110〉 ～ [111]〈110〉 の平均相対 強度	[110]〈110〉 相対強度	HFによる パースト までの拡 管率		焼登前 加熱温 度／℃	
Z	0.048	0.5	0.008	0.5	0.041						0.03	0.1									レーザー	0.02	0.05	1.1	比較鋼-cold: Bハズレ	770	Z
Z	"	"	"	"	"						"	"									レーザー	0.02	0.06	1.07	比較鋼-hot: Bハズレ	770	Z
AA	0.049	0.5	0.01	0.8	0.023						0.02					2					レーザー	0.05	0.15	1.12	比較鋼-cold: Moハズレ	770	AA
AA	"	"	"	"	"						"					"					レーザー	0.04	0.1	1.11	比較鋼-hot: Moハズレ	770	AA
BB	0.046	0.5	0.003	0.8	0.033						0.02									0.55	レーザー	0.04	0.2	1.15	比較鋼-cold: REMハズレ	770	BB
BB	"	"	"	"	"						"									"	レーザー	0.03	0.15	1.15	比較鋼-hot: REMハズレ	770	BB
NA	0.007	0.01	0.014	0.1	0.03																レーザー	3.1	5.6	1.36	発明鋼-hot	950	NA
NA	"	"	"	"	"																電撚	5.1	10	1.39	発明鋼-hot	950	NA
NB	0.12	0.01	0.005	0.5	0.04						0.011										レーザー	4.9	8.3	1.37	発明鋼-hot	850	NB
NB	"	"	"	"	"						"										電撚	7.1	11.5	1.39	発明鋼-hot	980	NB
NC	0.051	0.01	0.001	0.3	0.05																電撚	6.3	10.5	1.36	発明鋼-hot	840	NC
ND	0.002	0	0.005	0.1	0.031			0.06			0.007										電撚	3.9	5.7	1.34	発明鋼-hot	840	ND
NE	0.055	0.02	0.016	0.2	0.044																電撚	4	6.9	1.35	発明鋼-hot	840	NE
NF	0.002	0.01	0.005	0.1	0.03			0.02				0.001									電撚	3.6	7.5	1.33	発明鋼-hot	880	NF
NG	0.21	0.01	0.005	0.1	0.03																電撚	3	6.3	1.26	発明鋼-hot	840	NG

表 5

鋼	粒徑 0.1 ~ 10 μ m の 面積率	10 μ m 超 200 μ m 以下の 面積率	拡管率	{110}<110> ~ {111}<110> の平均相対 強	{110}<110> 強度比	{111}<110>	{110}<110> ~ {332}<110>	{100}<110> ~ {223}<110>	{100}<110>	{111}<110> ~ {111}<112> + [554]<225>
A	30	70	1.3	3.5	4.1	3	4	0.5	0	1
B	20	80	1.3	3.7	4.2	3	4.1	0.5	0	1
P	15	80*	1.34	3.9	4.5	3	4.2	0.5	0	1

* P 鋼はフェライト+ベイナイト

[実施例 2]

表 6 及び 7 に示す成分の各鋼を、実験室規模で溶製して 1 2 0 0 °C に加熱後、熱間圧延して、各鋼の成分と冷却速度で決まる A_{r_3} 変態点 - 1 0 °C 以上 A_{r_3} 変態点 + 1 2 0 °C 未満 (概ね 9 0 0 °C) で、2. 2 又は 7 mm 厚さに熱間圧延を終了し、造管用の元板及び冷間圧延用にそれぞれ用いた。

又、一部については更に冷延後焼鈍して、2. 2 mm 厚さの冷延焼鈍板を作製した。その後、外径 1 0 8 ~ 4 9 mm に冷間で電縫溶接を用いて造管した後、表 8 及び 9 に示す加熱温度及び縮径加工時の温度にて、外径 7 5 ~ 2 5 mm に縮径又は造管後熱処理を行い、高強度鋼管を作製した。

ハイドロフォーム成形は、バーストに至るまで行った。内圧と軸押し量を制御して、種々の押し込み量および内圧にてハイドロフォーム成形を挫屈またはバーストするまで行い、最大拡張率 (拡張率 = 成形後の最大周長 / 母管の周長) を示す部位及び破断部近傍もしくは最大板厚減少部分の管の長手方向歪み: ϵ_{ϕ} と、周方向歪み: ϵ_{θ} を測定した。この 2 つの歪の比 $\rho = \epsilon_{\phi} / \epsilon_{\theta}$ と最大拡張率をプロットし、 $\epsilon_{\phi} / \epsilon_{\theta}$ が - 0. 5 (板厚は減少するためマイナスとなる) になる拡張率を求めて、これもハイドロフォーム成形性の 1 指標として評価した。

表 8 及び 9 に各鋼の特性を併せて示す。各集合組織の方位群の強度や n 値及び r 値が本発明の範囲を満たすものは、拡張率が高い。また、縮径時の加熱温度が A_{c_3} を超えるもので拡張率が高い。また、フェライトの面積率および粒径分布についても、ほとんどの鋼がフェライトを主相として、その平均粒径も 1 0 0 μm 以下である。また、平均粒径とその標準偏差からも判るように、0. 1 μm 以下及び 2 0 0 μm 以上のフェライト粒は測定されていない。

一方では、縮径時の加熱温度及び／又は縮径加工温度の低い場合（N D D 鋼、N F F 鋼、N J J 鋼）は、低拡張率である。また高 C の C N N A 鋼、高 N b の C N B B 鋼及び高 B の、C N C C 鋼では、拡張率は低い。また、C N A A 鋼及び C N B B 鋼では硬質相が多くなり、精度よく粒径を測定することができなかった。

表 6

鋼	C	Si	Mn	P	選択元素	元板と造管時 の溶接法	[111]<110>	[110]<110> [332]<110>	[110]<110>	[100]<110> [223]<110>	[100]<110>	[111]<110> [111]<112> + [554]<225>
NAA	0.124	0.01	0.41	0.01	0.03Al	熱延材、電縫	5.6	9.5	11	1.9	2.8	1.9
NAA	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	12	14	8	2.8	2	4
NAA*	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	0.5	1	0.5	1	1.5	0.5
NBB	0.08	0.14	0.38	0.01	0.02Al	熱延材、電縫	6	10	9	1.5	2	2
NBB*	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	0.5	0.5	0.5	1	1	1
NCG	0.01	0.01	0.11	0.02	0.04Al	熱延材、電縫	8	10	11	1.5	1	2.5
NCO*	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	1.5	1	0.5	0.5	0.5	1
NDD	0.002	0.02	0.95	0.07	0.04Al-0.05Ti	熱延材、電縫	1	1.5	0.3	10.5	3.5	0.8
NDD	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	7	8.5	9	2.3	1.5	2
NDD*	"	"	"	"	"	冷延材、電縫	4	3	0	1	0	3.5
NEE	0.002	0.01	0.2	0.02	0.03Al-0.04Ti	冷延材、電縫	11	6.3	3	3	2	9
NEE*	"	"	"	"	"	冷延材、電縫	5	3.5	0	1	0	4
NFF	0.003	0.02	0.2	0.02	0.03Al-0.02Nb-0.03Ti- 0.0018B	熱延材、電縫	1.2	1.9	0.4	8.9	4	1
NFF	"	"	"	"	"	冷延材、電縫	9	5.1	2.5	2.8	3	7

*: フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメントサイトを始め合金炭窒化物（例えばTi添加鋼では、TiC、TiN）をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合である場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

表 7 (表 6 の続き)

鋼	C	Si	Mn	P	選択元素	元板と造管時 の溶接法	[111]<110>	[110]<110> ~ [332]<110>	[110]<110>	[100]<110> ~ [223]<110>	[100]<110>	[111]<110> ~ [111]<112> + [554]<225>
NGG	0.05	0.6	1	0.03	0.05Nb	熱延材、電縫	2	5.2	3	3.1	1	0.7
NHH	0.003	0.1	0.3	0.02	0.4Hf	冷延材、電縫	9	5.6	3.5	2.7	2.5	4.8
NI1	0.0015	0.05	0.07	0.03	0.3Ta	熱延材、電縫	2.5	6	3.5	3.4	2	0.6
NJJ	0.002	0.02	0.1	0.02	1.3Cu-0.6Ni	熱延材、電縫	2.7	2.5	0.5	8.2	5	0.3
NJJ	"	"	"	"	"	熱延材、電縫	2.5	7	5	2	0.5	2
NJJ	"	"	"	"	"	冷延材、電縫	6	5	3.5	1.5	0.5	5
NKK	0.04	0.5	1.5	0.02	0.05Ti-0.0005Ca-0.03Al	熱延材、電縫	2	5.5	4.5	1.8	0.4	0.7
NLL	0.05	0.6	0.8	0.02	0.05Ti-0.0025Mg-0.03Al	熱延材、電縫	2.2	6	4	2	0.5	0.7
NMM	0.002	0.1	0.3	0.01	0.05Ti-0.0030Mg-0.01Al	冷延材、電縫	10	6	2.5	2.5	2	8
GNAA	0.45	0.2	0.2	0.01		熱延材、電縫	1	0.5	0.4	10	8	0.5
CHBB	0.05	0.6	0.8	0.02	1.0Nb	熱延材、電縫	0.5	0.2	0.3	11	7	0.5
CHGG	0.002	0.02	0.2	0.01	0.05Nb-0.05Ti-0.07B	冷延材、電縫	1.4	1.5	2.5	7.5	4.5	0.5

* : フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメンタイトを始め合金炭窒化物 (例えばTi添加鋼では、TiC, TiN) をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合である場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

表 8

鋼	平均 フェライト 粒径 / μm	粒径の 標準 偏差 / μm	フェライト 粒径 の面 積率*	フェライト 粒の平 均7 λ * 外比	造管後熱 処理温度 / $^{\circ}\text{C}$	縮径時加 熱温度 / $^{\circ}\text{C}$	縮径終了 温度/ $^{\circ}\text{C}$	管長手方 向n値	管周方向 n値	管長手方 向r値	$\varepsilon\phi/\varepsilon$ $\theta=0.5$ で の最大拡 管率	
NAA	12	4.5	90%超	2.1		980	750	0.14	0.13	2.5	1.48	発明鋼
NAA	40	18	90%超	5		800	650	0.11	0.09	1.8	1.31	発明鋼
NAA*	15	5	90%超	1.3	650			0.16	0.15	0.9	1.3	発明鋼
NBB	15	5	90%超	2.4		980	730	0.14	0.13	3.1	1.55	発明鋼
NBB*	15	5	90%超	1.1	675			0.17	0.16	0.9	1.3	発明鋼
NCC	17	6	90%超	3		950	735	0.16	0.15	3.8	1.59	発明鋼
NCC*	25	8	90%超	1.4	700			0.17	0.17	1.2	1.38	発明鋼
NDD	20	5	90%超	5.6		750	640	0.11	0.1	0.4	1.08	比較鋼
NDD	22	9	90%超	3		950	750	0.16	0.14	3.2	1.53	発明鋼
NDD*	25	9	90%超	1.5	650			0.17	0.17	1.3	1.4	発明鋼
NEE	25	9.3	90%超	3.5		900	750	0.17	0.15	2.3	1.46	発明鋼
NEE*	27	9	90%超	1.5	650			0.17	0.17	1.8	1.4	発明鋼
NFF	15	5	90%超	2.7		750	600	0.11	0.1	0.5	1.1	比較鋼
NFF	24	7	90%超	2.9		900	730	0.15	0.12	2	1.43	発明鋼

* : フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメントライトを始め合金炭窒化物（例えばTi添加鋼では、TiC, TiN）をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

表 9 (表 8 の続き)

鋼	平均 フェライト 粒径 / μm	粒径の 標準 偏差 / μm	フェライト 粒径 の面 積率*	フェライト 粒の平 均75 μm 外比	造管後熱 処理温度 / $^{\circ}\text{C}$	縮径時加 熱温度 / $^{\circ}\text{C}$	縮径終了 温度/ $^{\circ}\text{C}$	管長手方 向n値	管周方向 n値	管長手方 向r値	$\varepsilon\phi/\varepsilon$ $\theta=0.5$ で の最大拡 管率	
NGG	14	5	84%	2.3		950	840	0.12	0.11	1.9	1.39	発明鋼
NHH	20	4	90%超	2.1		900	750	0.13	0.12	2.1	1.4	発明鋼
NIJ	15	5	90%超	2.5		930	800	0.13	0.11	2	1.39	発明鋼
NJJ	20	6	90%超	2.8		830	630	0.1	0.08	0.7	1.18	比較鋼
NJJ	27	8	90%超	2.4		980	750	0.13	0.12	2.1	1.4	発明鋼
NJJ	25	8	90%超	2.2		980	750	0.13	0.12	2.2	1.4	発明鋼
NKK	13	4	90%超	1.9		910	770	0.11	0.1	2.3	1.42	発明鋼
NLL	10	4	90%超	1.9		920	780	0.11	0.09	2.2	1.4	発明鋼
NMM	20	7	90%超	2.9		900	750	0.16	0.14	2.3	1.44	発明鋼
CHAA	測定不可					930	800	0.05	0.04	0.8	1.05	比較鋼
CNBB	測定不可					950	830	0.06	0.05	0.7	1.05	比較鋼
CNGC	23	6	90%超	3.5		800	600	0.1	0.08	0.9	1.1	比較鋼

* : フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメントサイトを始め合金炭窒化物 (例えばTi添加鋼では、TiC, TiN) をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合である場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

〔実施例 3〕

表 10 及び 11 に示す成分の各鋼を、実施例 1 と同じ条件で、2 mm 厚さの熱延板又は冷延焼鈍板を作製した。その後、外径 108 mm 又は 89.1 mm に、TIG、レーザーまたは電縫溶接を用いて造管した後に加熱して、外径 63.5 ~ 25 mm に縮径して高強度鋼管を作製した。

ハイドロフォーム成形は、バーストに至るまで行った。このときの破断部近傍もしくは最大板厚減少部分の管の長手方向歪み ε_ϕ と、周方向歪み ε_θ の比 $\varepsilon_\phi / \varepsilon_\theta$ が $-0.1 \sim -0.2$ (板厚は減少するためマイナスとなる) になる拡張率を求めて、これをハイドロフォーム成形性の 1 指標として評価した。

X線解析は、鋼管から弧状試験片を切り出し、プレスして平板として行った。また、X線の相対強度はランダム結晶と対比することで求めた。

表 12 及び 13 に、各鋼の管長手および周方向の n 値、管長手方向の r 値、各方位群の X線強度比およびハイドロフォーム成形におけるバーストまでの最大拡張率 (=バースト時点の最大径/元管の径) を示す。

発明鋼 A ~ O では、管長手及び/又は周方向の n 値が 0.18 以上を示し、A 鋼のレーザー溶接管を除き、管長手方向の r 値は 2.2 未満である。

更に、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の平均 X線ランダム強度比が 1.5 以上、かつ、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X線相対強度が 5.0 以下であり、一部鋼種については、更に、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X線相対強度が 3.0 以上となり、拡張率も 1.30 を超える良好な値を示す。

一方、高 C の CA 鋼、高 Mg の CB 鋼、高 Nb の CC 鋼、高 B の

C E 鋼及び高 C r の C F 鋼は、n 値が長手および周方向ともに低く、拡張率も低い。また、C E 以外は $\{110\} \langle 110 \rangle$ 及び $\{111\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比が低く、拡張率はさらに低い。一方、高 P の C D 鋼及び高 (C a + R E M) の C G 鋼は造管時に溶接不良が発生してしまい、量産設備での造管は難しいことが判る。

表 10

銅	C	Si	S	Mn	Al	N	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ca	Rem	
A	0.05	0.2	0.005	0.4	0.02	0.002						0.005										発明鋼
B	0.048	0.05	0.005	0.75	0.05	0.0045						0.02										発明鋼
C	0.002	0.04	0.003	0.1	0.02	0.0025	0.09															発明鋼
D	0.002	0.05	0.006	0.4	0.03	0.0026		0.0011	0.06			0.01										発明鋼
E	0.0032	0.03	0.004	0.7	0.045	0.0029			0.02		0.02	0.05	0.0008									発明鋼
F	0.13	0.05	0.005	0.84	0.03	0.0023																発明鋼
G	0.035	0.4	0.004	1.4	0.02	0.0061				0.16		0.03										発明鋼
H	0.08	0.2	0.004	1.2	0.03	0.0036			0.07			0.03										発明鋼
I	0.0025	0.05	0.005	0.25	0.04	0.0032			0.04			0.04			0.9	0.3						発明鋼
J	0.005	1	0.003	0.7	0.03	0.0035			0.01		0.02	0.02		0.2			0.1		0.1			発明鋼
K	0.11	0.2	0.002	1.4	0.04	0.003					0.047											発明鋼
L	0.05	1.8	0.003	1.5	0.05	0.0036														0.001	0.0002	発明鋼
M	0.17	1.3	0.003	1.2	0.03	0.0032						0.03						0.3				発明鋼
N	0.05	1.5	0.002	1.1	0.04	0.0025					0.08	0.02										発明鋼
O	0.09	1	0.003	0.9	0.03	0.0031			0.01		0.04	0.03										発明鋼

表 11 (表 10 の続き)

鋼	C	Si	S	Mn	Al	N	Zr	Mg	Ti	V	Nb	P	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Co	W	Ca	Rem	
CA	0.47	0.2	0.003	0.9	0.03	0.0025						0.01										比較鋼 : C 1% 以下
CB	0.002	0.05	0.002	0.1	0.005	0.0035		0.6	0.05													比較鋼 : Mg 1% 以下
CC	0.15	0.05	0.003	0.8	0.04	0.0025					1.9	0.02										比較鋼 : Nb 1% 以下
CD	0.12	0.05	0.009	1.4	0.05	0.003			0.08			0.35										比較鋼 : P 1% 以下
CE	0.0025	0.05	0.008	1.2	0.03	0.003			0.02		0.05	0.03	0.09									比較鋼 : B 1% 以下
CF	0.05	0.1	0.01	1	0.03	0.007						0.03		9.1			1.2					比較鋼 : Gr, Mo 1% 以下
CG	0.05	0.6	0.003	0.7	0.1	0.006						0.02								0.07	0.46	比較鋼 : Ca, REM 1% 以下

表 12

鋼 造管時 の溶接 法	管長手方 向のn値	管周方向 のn値	管長手方 向のr値	[110]<110> ～ [111]<110> の平均相対 強度	[110]<110> 相対強度	[111]<110> 相対強度	HFによる パースト までの拡 散率	フェライトの面積率	フェライトの 7S/6t比	0.1~200 μ m の粒の占める 割合 (%)	
A 電縫	0.26	0.24	1.3	3	2.5	2	1.45	90%超	2.3	100	発明鋼-hot
A レザ-	0.18	0.16	2.3	2.5	2.9	2	1.38	90%超	2.5	100	発明鋼-hot
B 電縫	0.18	0.19	2.1	4	1	5.6	1.45	90%超	1.6	100	発明鋼-cold
C レザ-	0.2	0.19	1.5	3	0.5	3.5	1.38	90%超	1.5	100	発明鋼-cold
D レザ-	0.18	0.19	1.3	3	0	3.5	1.35	90%超	1.4	100	発明鋼-cold
E レザ-	0.22	0.2	1.2	3.5	0	4	1.41	90%超	1.4	100	発明鋼-cold
F 電縫	0.23	0.21	1.3	2	2	1.5	1.4	90%超	1.6	100	発明鋼-hot
G 電縫	0.18	0.17	1	2	1.5	2	1.34	90%超	1.5	100	発明鋼-hot
H 電縫	0.2	0.18	1.5	2.5	2.5	2.5	1.43	87%	1.7	100	発明鋼-hot
I レザ-	0.19	0.19	1.4	3	0.5	3.5	1.39	90%超	1.3	100	発明鋼-cold
J TiG	0.2	0.18	1.2	2.5	0	3	1.35	90%超	1.4	100	発明鋼-hot
K 電縫	0.21	0.18	1.9	3.5	2.8	3.2	1.4	84%	1.9	100	発明鋼-hot
L 電縫	0.23	0.2	2	3.5	2.8	2.5	1.44	90%超	1.5	100	発明鋼-hot
M レザ-	0.21	0.2	1.2	2.5	2	3	1.41	82%	1.8	100	発明鋼-cold
N 電縫	0.2	0.19	1.2	2.5	2.5	2.5	1.41	90%超	2.3	100	発明鋼-hot
O 電縫	0.21	0.19	1.3	2.5	2	3	1.42	90%超	1.5	100	発明鋼-hot

* : フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメンタイトを始め合金炭窒化物 (例えばTi添加鋼では、TiC, TiN) をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合である場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

表 13 (表 12 の続き)

鋼	造管時 の溶接 法	管長手方 向の n 値	管周方向 の n 値	管長手方 向の r 値	[110]<110> ~ [111]<110> の平均相対 強度	[110]<110> 相対強度	[111]<110> 相対強度	HF による パースト までの拡 管率	フェライトの面積率	フェライトの 7% 外比	0.1~200 μ m の粒の占める 割合 (%)	
CA	電縫	0.11	0.11	1	1.5	0.5	1	1.04	90% 超	1.5	100	比較鋼-cold; C Δ レ
CB	レーザー	0.11	0.1	1	1	1	1	1.03	微細粒のため測定不可			比較鋼-cold; Mg Δ レ
CC	レーザー	0.1	0.09	0.9	1	1	1	1.03	微細粒のため測定不可			比較鋼-hot; Nb Δ レ
CD	電縫	造管溶接時に割れ・溶接不良発生故、 試験不可										比較鋼-cold; P Δ レ
CE	レーザー	0.1	0.11	1	1.5	0.5	1.4	1.1	90% 超	4.2	100	比較鋼-cold; B Δ レ
CF	TIG	0.09	0.1	0.8	0.5	0.5	0.5	1.03	10%未満で90%超が マテンサイトもしくはベイ ライト組織のため7% 外比および粒径分布 測定は不可			比較鋼-hot; Cr, Mo Δ レ
CG	電縫	造管溶接時に割れ・溶接不良発生故、 試験不可										比較鋼-hot; Ca, REM Δ レ

* : フェライト以外は炭化物、窒化物及び介在物が主である。炭窒化物にはセメンタイトを始め合金炭窒化物 (例えば Ti 添加鋼では、TiC, TiN) をすべて含む。また、介在物には製錬・凝固～熱延段階等で析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出する酸化物・硫化物をすべて含む。ただし光学顕微鏡レベルでこれらの析出・晶出物の正確な面積率を測定するのは困難。したがって、これらの第2相の面積率が小さく正確な測定が困難な場合である場合、その90%超はフェライトとなり、フェライトの面積率は90%と標記した。

〔実施例 4〕

表 1 0 及び 1 1 に示す成分のうち、A 鋼、F 鋼、H 鋼、K 鋼及び L 鋼を、実験室規模で溶製して 1 2 0 0 °C に加熱後、熱間圧延して各鋼の成分と冷却速度で決まる A_{r3} 、変態点 -10°C 以上 A_{r3} 、変態点 $+120^{\circ}\text{C}$ 未満（概ね 900°C ）で、2.2 mm 厚さに熱間圧延を終了し、造管用の元板とした。

その後、外径 1 0 8 又は 8 9 . 1 mm に冷間で電縫溶接を用いて造管した後、表 1 4 に示す加熱温度及び縮径加工時の温度にて、外径 6 3 . 5 5 ~ 2 5 mm に縮径して高強度鋼管を作製した。

ハイドロフォーム成形は、バーストに至るまで行った。このときの破断部近傍もしくは最大板厚減少部分の管の長手方向歪み ε_{ϕ} と、周方向歪み ε_{θ} の比 $\varepsilon_{\phi} / \varepsilon_{\theta}$ が $-0.1 \sim -0.2$ （板厚は減少するためマイナスとなる）になる拡管率を求めて、これをハイドロフォーム成形性の 1 指標として評価した。

表 1 4 に各鋼の特性を示す。請求の範囲 3 4 で規定する製造条件を満たすものは、管長手及び／又は周方向の n 値が 0 . 1 8 以上を示し、管長手方向の r 値は 2 . 2 未満である。

更に、 $\{110\} <110> \sim \{111\} <110>$ の方位群の平均 X 線ランダム強度比が 1 . 5 以上、かつ、 $\{110\} <110>$ の X 線相対強度が 5 . 0 以下であり、一部鋼種については、更に、 $\{111\} <110>$ の X 線相対強度が 3 . 0 以上となり、拡管率も 1 . 3 0 を超える良好な値を示す。

一方、請求の範囲 3 4 で規定する製造条件を満たさないものは、 n 値が長手および周方向ともに低い、請求の範囲 1、9、10、11 及び 19 の何れかを満たすため、本成形モードでの拡管率は低めなものの、概ね 1 . 2 5 以上程度の比較的良好な拡管率を示すことが判る。また、縮径率が 7 7 % と高いものは縮径時に破断した。

表 14

鋼	造管後縮径 加工の加熱 温度/°C	縮径加工 終了温度 /°C	縮径率 /%	管長手 方向の n 値	管周方 向の n 値	管長手 方向の r 値	{110}<110> ~ {111}<110> の平均相対 強度	{110}<110> 相対強度	{111}<110> 相対強度	HF における 拡張率	
A	980	800	29	0.26	0.24	1.3	3	2.5	2	1.45	発明例 (請求の範囲 34)
	980	650	58	0.16	0.17	2.5	3.5	5	3.5	1.26	発明例
	980	700	77							縮径時に 破断	比較例
F	950	760	29	0.23	0.21	1.3	2	2	1.5	1.4	発明例 (請求の範囲 34)
	950	650	58	0.12	0.14	2.6	4	5.5	3	1.25	発明例
	870	800	29	0.24	0.22	1	2.5	1	1	1.42	発明例 (請求の範囲 34)
H	950	770	29	0.2	0.18	1.5	2.5	2.5	2.5	1.43	発明例 (請求の範囲 34)
	950	700	77							縮径時に 破断	比較例
K	950	780	29	0.21	0.18	1.9	3.5	2.8	3.2	1.4	発明例 (請求の範囲 34)
	950	650	58	0.1	0.09	2.3	4	5.5	3.2	1.26	発明例
L	980	840	29	0.23	0.2	2	3.5	2.8	2.5	1.44	発明例 (請求の範囲 34)
	980	650	58	0.14	0.13	2.4	4	4	3	1.26	発明例

産業上の利用分野

本発明によれば、ハイドロフォーム等の成形性に優れた材料の集合組織及び、その制御方法を見出だしこれを限定することで、ハイドロフォーム等の成形性に優れた高強度鋼管を得ることができる。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.30%、

Si : 0.001 ~ 2.0%、

Mn : 0.01 ~ 3.0%、

を含有し、残部が鉄及び不可避免の不純物からなり、鋼板1/2板厚での板面の{110} <110> ~ {111} <110>の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の{110} <110>のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であることを特徴とする成形性の優れた鋼管。

2. 鋼中に、更に、質量%で、Al、Zr、Mgの1種又は2種以上を合計で0.0001 ~ 0.5%含むことを特徴とする請求の範囲1に記載の成形性の優れた鋼管。

3. 鋼中に、更に、質量%で、Ti、V、Nbの1種又は2種以上を合計で0.001 ~ 0.5%含むことを特徴とする請求の範囲1又は2に記載の成形性の優れた鋼管。

4. 鋼中に、更に、質量%で、Pを0.001 ~ 0.20%含むことを特徴とする請求の範囲1乃至3の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

5. 鋼中に、更に、質量%で、Bを0.0001 ~ 0.01%含むことを特徴とする請求の範囲1乃至4の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

6. 鋼中に、更に、質量%で、Cr、Cu、Ni、Co、W、Moの1種又は2種以上を合計で0.001 ~ 1.5%含むことを特徴とする請求の範囲1乃至5の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

7. 鋼中に、更に、質量%で、Ca、希土類元素 (Rem) の1種又は2種を合計で0.0001~0.5%含むことを特徴とする請求の範囲1乃至6の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

8. 金属組織の面積率で50%以上がフェライトからなり、フェライト粒の結晶粒径が0.1~200 μm の範囲にあり、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110> \sim \{111\} <110>$ の方位群のX線ランダム強度比の平均が2.0以上、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110>$ のX線ランダム強度比が3.0以上の何れか一方又は両方であることを特徴とする請求の範囲1乃至7の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

9. 鋼管の特性として、

(1) 管長手方向のn値が0.12以上であること、

(2) 管円周方向のn値が0.12以上であること、

の何れか一方又は両方を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

10. 鋼管の特性として、管長手方向のr値が1.1以上であることを特徴とする請求の範囲9に記載の成形性の優れた鋼管。

11. 鋼管の集合組織として、

(1) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{111\} <110>$ のX線ランダム強度比、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110> \sim \{332\} <110>$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{110\} <110>$ のX線ランダム強度比のうちの何れか1又は2項目以上が3.0以上であること、

(2) 少なくとも鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} <110> \sim \{223\} <110>$ の方位群のX線ランダム強度比の平均、鋼板1/2板厚での板面の $\{100\} <110>$ のX線ランダム

強度比の何れか一方又は両方が 3.0 以下であること、

(3) 少なくとも鋼板 1/2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ ~ $\{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1/2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上であることの何れか一方又は両方であること、

の上記 (1)乃至(3) のうちの何れか 1 又は 2 項目以上を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

12. 面積率で 50% 以上のフェライトを含み、各フェライト粒径が 0.1 ~ 200 μm であることを特徴とする請求の範囲 9 乃至 11 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

13. 面積率で 50% 以上のフェライトを含み、各フェライト粒径が 1 ~ 200 μm で粒径分布をなし、その標準偏差が平均粒径の $\pm 40\%$ 以内にあることを特徴とする請求の範囲 9 乃至 12 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

14. 面積率で 50% 以上のフェライトを含み、各フェライト粒の平均アスペクト比（長手方向粒長さ／厚み方向粒厚さ）が 0.5 ~ 3.0 であることを特徴とする請求の範囲 9 乃至 13 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

15. 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.30%、

Si : 0.001 ~ 2.0%、

Mn : 0.01 ~ 3.0%、

P : 0.001 ~ 0.20%、

N : 0.0001 ~ 0.03%、

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求の範囲 9 乃至 14 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

16. 鋼中に、更に、質量%で、

Ti : 0.001 ~ 0.5 %、

Zr : 0.001 ~ 0.5 %以下、

Hf : 0.001 ~ 2.0 %以下、

Cr : 0.001 ~ 1.5 %以下、

Mo : 0.001 ~ 1.5 %以下、

W : 0.001 ~ 1.5 %以下、

V : 0.001 ~ 0.5 %以下、

Nb : 0.001 ~ 0.5 %以下、

Ta : 0.001 ~ 2.0 %以下、

Co : 0.001 ~ 1.5 %以下、

の1種又は2種以上を含むことを特徴とする請求の範囲15に記載の成形性の優れた鋼管。

17. 鋼中に、更に、質量%で、

B : 0.0001 ~ 0.01 %、

Ni : 0.001 ~ 1.5 %、

Cu : 0.001 ~ 1.5 %、

の1種又は2種以上を含むことを特徴とする請求の範囲15又は16に記載の成形性の優れた鋼管。

18. 鋼中に、更に、質量%で、

Al : 0.001 ~ 0.5 %、

Ca : 0.0001 ~ 0.5 %、

Mg : 0.0001 ~ 0.5 %、

Rem : 0.0001 ~ 0.5 %、

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求の範囲15乃至17の何れか1項に記載の成形性の優れた鋼管。

19. 請求の範囲1乃至18の何れか1項に記載の成形性の優れ

た鋼管を製造するに当たり、

(1) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上の何れか一方又は両方であること、

(2) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比のうちの何れか 1 又は 2 項目以上が 3.0 以上であること、

(3) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比の何れか一方又は両方が 3.0 以下であること、

(4) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上の何れか一方又は両方であること、

の上記 (1)乃至(4)のうちの何れか 1 又は 2 項目以上を満たす熱延板又は冷延板を基板として母管を造管した後、 A_{c_3} 変態点以上 $A_{c_3} + 200^\circ\text{C}$ 以下に加熱後、 $900 \sim 650^\circ\text{C}$ で縮径加工を施すことを特徴とする成形性の優れた鋼管の製造方法。

20. 請求の範囲 1 乃至 18 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管を製造するに当たり、

(1) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上の何れか一方又は両方であること、

(2) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{332\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比のうちの何れか 1 又は 2 項目以上が 3.0 以上であること、

(3) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 3.0 以下、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{100\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以下の何れか一方又は両方であること、

(4) 少なくとも鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 112 \rangle$ 及び $\{554\} \langle 225 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 2.0 以上、鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 1.5 以上の何れか一方又は両方であること、

の上記 (1)乃至(4)のうちの何れか 1 又は 2 項目以上を満たす熱延板又は冷延板を基板として母管を造管した後、 $A c_3 + 200^\circ\text{C}$ 以下 650°C 以上で熱処理を施すことを特徴とする成形性の優れた鋼管の製造方法。

21. 鋼管の特性として、

(1) 管長手方向の n 値が 0.18 以上であること、

(2) 管周方向の n 値が 0.18 以上であること、
の何れか一方又は両方を満たすことを特徴とする成形性の優れた鋼管。

22. 鋼管の特性として、管長手方向の r 値が 0.6 以上 2.2 未満であることを特徴とする請求の範囲 21 に記載の成形性の優れた鋼管。

23. 前記 X 線ランダム強度比において、

(1) 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ の方位群の X 線ランダム強度比の平均が 1.5 以上、かつ、

(2) 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{110\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 5.0 以下、
を満たすことを特徴とする請求の範囲 21 又は 22 に記載の成形性の優れた鋼管。

24. 鋼板 1 / 2 板厚での板面の $\{111\} \langle 110 \rangle$ の X 線ランダム強度比が 3.0 以上を満たすことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 23 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

25. 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒径が 0.1 ~ 200 μm であることを特徴とする請求の範囲 21 乃至 24 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

26. 面積率で 50 % 以上のフェライトを含み、各フェライト粒の平均アスペクト比（長手方向粒長さ / 厚み方向粒厚さ）が 0.5 ~ 3.0 であることを特徴とする請求の範囲 21 乃至 25 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

27. 質量 % で、

C : 0.0005 ~ 0.30 %、

Si : 0.001 ~ 2.0 %、

Mn : 0.01 ~ 3.0 %、

N : 0.0001 ~ 0.03 %、

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求の範囲 21 乃至 26 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

28. 鋼中に、更に、質量%で、Al、Zr、Mg の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.0001 ~ 0.5 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 27 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

29. 鋼中に、更に、質量%で、Ti、V、Nb の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.5 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 28 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

30. 鋼中に、更に、質量%で、P を 0.001 ~ 0.20 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 29 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

31. 鋼中に、更に、質量%で、B を 0.0001 ~ 0.01 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 30 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

32. 鋼中に、更に、質量%で、Cr、Cu、Ni、Co、W、Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 5.0 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 31 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

33. 鋼中に、更に、質量%で、Ca、希土類元素 (Rem) の 1 種又は 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 % 含むことを特徴とする請求の範囲 21 乃至 32 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管。

34. 請求の範囲 21 乃至 33 の何れか 1 項に記載の成形性の優れた鋼管を製造するに当たり、母管を造管した後、Ac₃ 変態点一

50℃以上 A_c 、変態点+200℃以下に加熱し、650～900℃で縮径率が10～40%となる縮径加工を行うことを特徴とする成形性の優れた鋼管の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/01530

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/10

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/10

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP, 9-196244, A (NKK Corporation), 29 July, 1997 (29.07.97) (Family: none)	1-34
A	JP, 5-86419, A (Nippon Steel Corporation), 06 April, 1993 (06.04.93) (Family: none)	1-34
A	JP, 5-212439, A (Nippon Steel Corporation), 24 August, 1993 (24.08.93) (Family: none)	1-34
A	JP, 10-52713, A (NKK Corporation), 24 February, 1998 (24.02.98) (Family: none)	1-34

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"I" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
24 May, 2001 (24.05.01)

Date of mailing of the international search report
05 June, 2001 (05.06.01)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/10

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/10

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP, 9-196244, A (日本鋼管株式会社), 29. 7月. 1997 (29. 07. 97), (ファミリーなし)	1-34
A	JP, 5-86419, A (新日本製鐵株式会社), 6. 4月. 1993 (06. 04. 93), (ファミリーなし)	1-34
A	JP, 5-212439, A (新日本製鐵株式会社), 24. 8月. 1993 (24. 08. 93), (ファミリーなし)	1-34

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

- 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

24. 05. 01

国際調査報告の発送日

05.06.01

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

諸岡 健一



4K

9352

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP, 10-52713, A (日本鋼管株式会社), 24. 2月. 1 998 (24. 02. 98), (ファミリーなし)	1-34